

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-100635

(43)Date of publication of application : 13.04.1999

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 9/46

C22C 38/58

(21)Application number : 09-258834

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 24.09.1997

(72)Inventor : TAKAHASHI MANABU

UENISHI AKIHIRO

OKAMOTO TSUTOMU

## (54) HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET HAVING HIGH DYNAMIC DEFORMATION RESISTANCE AND ITS PRODUCTION

## (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve the impact energy absorption power of a steel sheet by allowing the average value of the deformation stress in the case deformation is generated in a specified strain rate range after the application of predeformation in a specified range of equivalent strain to a steel having a specified compsn.

SOLUTION: The microstructure of a steel sheet contg. C, Si, Al, Mn, Ni, Cr, Cu and Mo is composite one contg. ferrite and bainite, in which either of them is used as the main phase and the third phase contg.  $\geq 3$  vol.% retained austenite. Furthermore, the average value  $\sigma_{dyn}$  (MPa) of the formation stress in the equivalent strain range of 3 to 10% in the case deformation is generated in the strain rate range of  $5 \times 10^2$  to  $5 \times 10^3$  (1/s) after the application of predeformation of  $>0$  to 10% at equivalent strain to this steel sheet satisfies the inequality of  $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$  expressed by the maximum stress TS (MPa) in a dynamic tension test measured the strain rate of  $5 \times 10^{-4}$  to  $5 \times 10^{-3}$  (1/s) before the application of the predeformation.

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-100635

(43)公開日 平成11年(1999) 4月13日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>

識別記号

F I

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 S

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

F

C 2 2 C 38/58

C 2 2 C 38/58

審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 10 頁)

(21)出願番号

特願平9-258834

(22)出願日

平成9年(1997) 9月24日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2丁目6番3号

(72)発明者 高橋 学

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(72)発明者 上西 朗弘

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(72)発明者 岡本 力

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

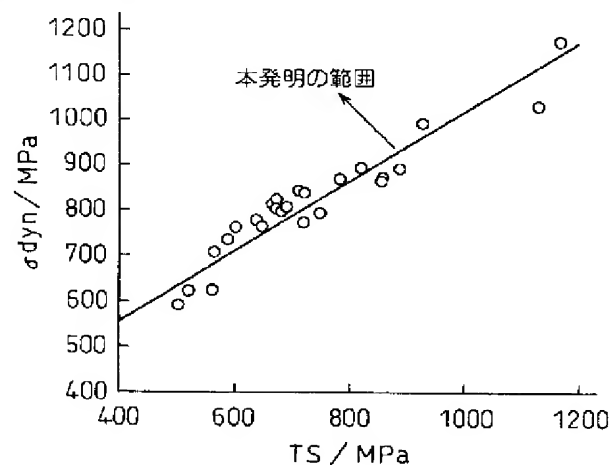
(74)代理人 弁理士 石田 敬 (外3名)

(54)【発明の名称】 高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板とその製造方法

(57)【要約】

【課題】 本発明は、鋼板の成分とミクロ組織を限定することによって、高い動的な衝撃エネルギー吸収能を有する高強度冷延鋼板とその製造方法を提供する。

【解決手段】 C, Mn, Ni, Cr, Cu, Mo, Si, Al等の成分を限定した鋼のミクロ組織をフェライトおよびベイナイトを含み、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織とし、残留オーステナイト中の固溶〔C〕量と鋼材の平均Mn等量(Mneq)によって決まる値 $M = (678 - 428 \times [C] - 33 \times Mneq)$ が70以上250以下であり、相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後の3~10%の動的平均応力 $\sigma_{dyn}$ (MPa)が静的な最大応力TS(MPa)によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq (0.766 \times TS + 250)$ を満足することを特徴とする高い動的な衝撃エネルギー吸収能を有する高強度冷延鋼板とその製造方法。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C：0.04%以上0.3%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3.0%以下、Mn、Ni、Cr、Cu、Moの1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含み、残部がFe及び不可避の不純物からなり、最終的に得られる冷延鋼板のミクロ組織がフェライトおよびベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、残留オーステナイト中の固溶〔C〕と鋼材の平均Mn等量 $\{Mn_{eq}=Mn+(Ni+Cr+Cu+Mo)/2\}$ によって決まる値 $(M=678-428\times[C]-33\times Mn_{eq})$ が70以上250以下で、その鋼材に相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5\times 10^2\sim 5\times 10^3$  (1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 $\sigma_{dyn}$  (MPa)が予変形を与える前の $5\times 10^{-4}\sim 5\times 10^{-3}$  (1/s)の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS (MPa)によって表現される式 $\sigma_{dyn}\geq 0.766\times TS+250$ を満足することを特徴とする高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

【請求項2】 Nb、Ti、Vの1種又は2種以上を合計で0.3重量%以下更に含むことを特徴とする請求項1記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

【請求項3】 Pを0.2重量%以下更に含むことを特徴とする請求項1または2記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

【請求項4】 Bを0.01重量%以下更に含むことを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

【請求項5】 0%超10%以下の予変形を与えた後の鋼材の残留オーステナイト体積分率が2.5%超であり、かつ、予変形前の残留オーステナイト体積分率と予変形後の残留オーステナイト体積分率の比が0.3以上であることを特徴とする請求項1~4のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

【請求項6】 最終的に得られた熱延鋼板のミクロ組織中の残留オーステナイトの平均粒径と、主相であるフェライトもしくはベイナイトの平均粒径の比が0.6以下であることを特徴とする請求項1~5のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

【請求項7】 重量%で、C：0.04%以上0.3%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3.0%以下、Mn、Ni、Cr、Cu、Moの1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含み、残部がFe及び不可避の不純物からなる铸造スラブを、铸造ままで熱延工程へ直送し、もしくは一旦冷却した後に再度加熱した後、熱延後巻き取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、連続焼鈍工程で焼鈍して最終的な製品とする

際に、 $0.1\times(Ac_3-Ac_1)+Ac_1$ ℃以上 $Ac_3+50$ ℃以下の温度で10秒~3分焼鈍した後に、1~10℃/秒の一次冷却速度で550~700℃の範囲の一次冷却停止温度まで冷却し、引き続いて10~200℃/秒の二次冷却速度で200~320℃の二次冷却停止温度まで冷却した後、250~500℃の温度範囲で15秒~20分保持し、室温まで冷却することを特徴とする、最終的に得られる冷延鋼板のミクロ組織がフェライトおよびベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、残留オーステナイト中の固溶〔C〕と鋼材の平均Mn等量 $\{Mn_{eq}=Mn+(Ni+Cr+Cu+Mo)/2\}$ によって決まる値 $(M=678-428\times[C]-33\times Mn_{eq})$ が70以上250以下で、その鋼材に相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5\times 10^2\sim 5\times 10^3$  (1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 $\sigma_{dyn}$  (MPa)が予変形を与える前の $5\times 10^{-4}\sim 5\times 10^{-3}$  (1/s)の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS (MPa)によって表現される式 $\sigma_{dyn}\geq 0.766\times TS+250$ を満足する高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項8】 Nb、Ti、Vの1種又は2種以上を合計で0.3重量%以下更に含むことを特徴とする請求項7記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項9】 Pを0.2重量%以下更に含むことを特徴とする請求項7または8記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項10】 Bを0.01重量%以下更に含むことを特徴とする請求項7~9のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車部材等に使用され、衝突時の衝撃エネルギーを効率よく吸収することによって乗員の安全性確保に寄与することの出来る高い動的変形抵抗を示す高強度冷延鋼板とその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車衝突時の乗員保護が自動車の最重要性能として認識され、それに対応するための高い高速変形抵抗を示す材料への期待が高まっている。例えば乗用車の前面衝突においては、フロントサイドメンバと呼ばれる部材にこのような材料を適用すれば、該部材が圧潰することで衝撃のエネルギーが吸収され、乗員にかかる衝撃を和らげることが出来る。

【0003】自動車の衝突時に各部位が受ける変形の歪み速度は $10^3$  (1/s)程度まで達するため、材料の

衝撃吸収性能を考える場合には、この様な高歪み速度領域での動的変形特性の解明が必要である。また同時に、省エネルギー、CO<sub>2</sub>排出削減を目指して自動車車体の軽量化を同時に達成することが必須と考えられ、このために有効な高強度鋼板へのニーズが高まっている。

【0004】例えば本発明者らは、CAMP-ISIJ Vol. 9 (1996) P. 1112~1115に、高強度薄鋼板の高速変形特性と衝撃エネルギー吸収能について報告し、その中で、 $10^3$  (1/s) 程度の高歪み速度領域での動的強度は、 $10^{-3}$  (1/s) の低歪み速度での静的強度と比較して大きく上昇すること、材料の強化機構によって変形抵抗の歪み速度依存性が変化すること、この中で、TRIP (変態誘起塑性) 型の鋼やDP (フェライト/マルテンサイト2相) 型の鋼が他の高強度鋼板に比べて優れた成形性と衝撃吸収能を兼ね備えていることを報告している。

【0005】また、残留オーステナイトを含む耐衝撃特性に優れた高強度鋼板とその製造方法を提供するものとして特開平7-18372号公報には、衝撃吸収能を変形速度の上昇に伴う降伏応力の上昇のみで解決することを開示しているが、衝撃吸収能を向上させるために、残留オーステナイトの量以外に残留オーステナイトの性質をどのように制御すべきかは明確にされていない。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】このように、自動車衝突時の衝撃エネルギーの吸収に及ぼす部材構成材料の動的変形特性は少しずつ解明されつつあるものの、衝撃エネルギー吸収能に優れた自動車部品用鋼材としてどのような特性に注目し、どのような基準に従って材料選定を行うべきかは未だ明らかにされていない。また、自動車用部品は、鋼材をプレス成形によって要求された部品形状に成形され、その後、一般的には塗装焼き付けされた後に自動車に組み込まれ、実際の衝突現象に直面する。しかしながら、このような予変形+焼き付け処理を行った後の鋼材の衝突時の衝撃エネルギー吸収能の向上にどのような鋼材強化機構が適しているかも未だ明らかにされていない。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明は、フロントサイドメンバー等の衝突時の衝撃エネルギー吸収を担う部品に成形加工されて使用される鋼材で、高い衝撃エネルギー吸収能を示す高強度鋼板とその製造方法を提供することを目的としている。本発明の要旨は次のとおりである。

【0008】(1) 重量%で、C: 0.04%以上0.3%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3.0%以下、Mn, Ni, Cr, Cu, Moの1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含み、残部がFe及び不可避免的な不純物からなり、最終的に得られる冷延鋼板のミクロ組織がフェライトおよびベ

イナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、残留オーステナイト中の固溶[C]と鋼材の平均Mn等量  $\{Mn_{eq} = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2\}$  によって決まる値  $(M = 678 - 428 \times [C] - 33 \times Mn_{eq})$  が70以上250以下で、その鋼材に相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$  (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値  $\sigma_{dyn}$  (MPa) が予変形を与える前の  $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$  (1/s) の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS (MPa) によって表現される式  $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$  を満足することを特徴とする高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

【0009】(2) Nb, Ti, Vの1種又は2種以上を合計で0.3重量%以下更に含むことを特徴とする

(1) 記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

(3) Pを0.2重量%以下更に含むことを特徴とする(1)または(2)記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

(4) Bを0.01重量%以下更に含むことを特徴とする(1)~(3)のいずれか1に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

【0010】(5) 0%超10%以下の予変形を与えた後の鋼材の残留オーステナイト体積分率が2.5%超であり、かつ、予変形前の残留オーステナイト体積分率と予変形後の残留オーステナイト体積分率の比が0.3以上であることを特徴とする(1)~(4)のいずれか1に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

(6) 最終的に得られた熱延鋼板のミクロ組織中の残留オーステナイトの平均粒径と、主相であるフェライトもしくはベイナイトの平均粒径の比が0.6以下であることを特徴とする(1)~(5)のいずれか1に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板。

【0011】(7) 重量%で、C: 0.04%以上0.3%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3.0%以下、Mn, Ni, Cr, Cu, Moの1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下含み、残部がFe及び不可避免的な不純物からなる鑄造スラブを、鑄造まで熱延工程へ直送し、もしくは一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻き取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、連続焼鈍工程で焼鈍して最終的な製品とする際に、 $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$  °C以上 $Ac_3 + 50$  °C以下の温度で10秒~3分焼鈍した後に、1~10°C/秒の一次冷却速度で550~700°Cの範囲の一次冷却停止温度まで冷却し、引き続き10~200°C/秒の二次冷却速度で200~320°Cの二次冷却停止温度まで冷却した後、250~500°Cの温度範囲

で15秒～20分保持し、室温まで冷却することを特徴とする、最終的に得られる冷延鋼板のミクロ組織がフェライトおよびベイナイトを含み、このいずれかを主相とし、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第3相との複合組織であり、残留オーステナイト中の固溶〔C〕と鋼材の平均Mn等量 $\{Mn_{eq} = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2\}$ によって決まる値 $(M = 678 - 428 \times [C] - 33 \times Mn_{eq})$ が70以上250以下で、その鋼材に相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$  (1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3～10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 $\sigma_{dyn}$  (MPa)が予変形を与える前の $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$  (1/s)の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS (MPa)によって表現される式 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ を満足することを特徴とする高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【0012】(8) Nb, Ti, Vの1種又は2種以上を合計で0.3重量%以下更に含むことを特徴とする(7)記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

(9) Pを0.2重量%以下更に含むことを特徴とする(7)または(8)記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【0013】(10) Bを0.01重量%以下更に含むことを特徴とする(7)～(9)のいずれか1に記載の高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【0014】

【発明の実施の形態】自動車のフロントサイドメンバー等の衝突時の衝撃吸収用部材は、鋼板に曲げ加工やプレス成形加工によって製造される。自動車の衝突時の衝撃は、この様にして加工されて後に一般的には塗装焼き付けされた後に加えられる。従って、このように部材への加工、処理が行われた後に高い衝撃エネルギーの吸収能を示す鋼板が必要となる。

【0015】本発明者らの研究の結果、このような成形加工された実部材において、鋼板に適量の残留オーステナイトを含むことが優れた衝撃吸収特性を示す高強度鋼板に適していることが判明した。すなわち、最適なミクロ組織は、種々の置換型元素によって容易に固溶強化されるフェライトおよびベイナイトを含み、このいずれかを主相として、変形中に硬質のマルテンサイトに変態する残留オーステナイトを体積分率で3%以上含む場合に、高い動的変形抵抗を示すことが判明した。また、初期ミクロ組織の第3相にマルテンサイト粒子を含む場合にも、他の条件が満足されれば、本発明の目的とする高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板の提供が可能となる。

【0016】本発明に規定する冷延鋼板の各成分の限定理由は下記のとおりである。

C: Cはオーステナイトを室温で安定化させて残留させるために必要なオーステナイトの安定化に貢献する最も安価な元素であるために、本発明において最も重要な元素といえる。鋼材の平均C量は、室温で確保できる残留オーステナイト体積分率に影響を及ぼすのみならず、製造の加工熱処理中に未変態オーステナイト中に濃化することで、残留オーステナイトの加工に対する安定性を向上させることが出来る。しかしながら、この添加量が0.04重量%未満の場合には、最終的に得られる残留オーステナイト体積分率が3%以上を確保することが出来ないで0.04重量%を下限とした。一方、鋼材の平均C量が増加するに従って確保可能な残留オーステナイト体積分率は増加し、残留オーステナイト体積分率を確保しつつ残留オーステナイトの安定性を確保することが可能となる。しかしながら、鋼材のC添加量が過大になると、必要以上に鋼材の強度を上昇させ、プレス加工等の成形性を阻害するのみならず、静的な強度上昇に比して動的な応力上昇が阻害されると共に、溶接性を低下させることによって部品としての鋼材の利用が制限されるようになるためC含有量の上限を0.3重量%とした。

【0017】Al, Si: AlとSiは共にフェライトの安定化元素であり、フェライト体積分率を増加させることによって鋼材の加工性を向上させる働きがある。また、Al, Si共にセメンタイトの生成を抑制することから、効果的にオーステナイト中へのCを濃化させることを可能とすることから、室温で適当な体積分率のオーステナイトを残留させるためには不可避的な添加元素である。このようなセメンタイト生成抑制機能を持つ添加元素としては、Al, Si以外に、PやCu, Cr, Mo等が挙げられ、このような元素を適切に添加することと同様な効果が期待される。しかしながら、AlとSiの一種もしくは双方の合計が0.5重量%未満の場合には、セメンタイト生成抑制の効果が十分でなく、オーステナイトの安定化に最も効果的に添加されたCの多くが炭化物の形で浪費され、本発明に必要な残留オーステナイト体積分率を確保することが出来ないか、もしくは残留オーステナイトの確保に必要な製造条件が大量生産工程の条件に適しないため下限を0.5重量%とした。また、AlとSiの一種もしくは双方の合計が3.0%を越える場合には、母相であるフェライトもしくはベイナイトの硬質化や脆化を招き、歪み速度上昇による変形抵抗の増加を阻害するばかりでなく、鋼材の加工性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招き、また化成処理性等の表面処理特性が著しく劣化するために、3.0重量%を上限値とした。

【0018】Mn, Ni, Cr, Cu, Mo: Mn, Ni, Cr, Cu, Moは全てオーステナイト安定化元素であり、室温でオーステナイトを安定化させるためには有効な元素である。特に、溶接性の観点からCの添加量が制限される場合には、このようなオーステナイト安定

化元素を適量添加することによって効果的にオーステナイトを残留させることが可能となる。また、これらの元素はAlやSi程ではないがセメンタイトの生成を抑制する効果があり、オーステナイトへのCの濃化を助ける働きもする。更に、これらの元素はAl、Siと共にマトリックスであるフェライトやベイナイトを固溶強化させることによって、高速での動的変形抵抗を高める働きも持つ。しかしながら、これらの元素の1種もしくは2種以上の添加の合計が0.5重量%未満の場合には、必要な残留オーステナイトの確保が出来なくなるとともに、鋼材の強度が低くなり、有効な車体軽量化が達成できなくなることから、下限を0.5重量%とした。一方、これらの合計が3.5重量%を越える場合には、母相であるフェライトもしくはベイナイトの硬質化を招き、歪み速度上昇による変形抵抗の増加を阻害するばかりでなく、鋼材の加工性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招くために、上限を3.5重量%とした。

【0019】Nb、Ti、V：また、必要に応じて添加するNb、Ti、Vは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化することが出来るが、その合計が0.3重量%を越えた場合には母相であるフェライトやベイナイト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出し、高速変形時の可動転位発生源となって、高い動的変形抵抗を得ることが出来なくなる。また、炭化物の生成は、本発明にとって最も重要な残留オーステナイト中へのCの濃化を阻害し、Cを浪費することから上限を0.3重量%とした。

【0020】P：更に、必要に応じて添加するPは、鋼材の高強度化や前述のように残留オーステナイトの確保に有効ではあるが、0.2重量%を越えて添加された場合には鋼材のコストの上昇を招くばかりでなく、主相であるフェライトやベイナイトの変形抵抗を必要以上に高め、かつ高速変形時の変形抵抗の上昇を阻害する。更に、耐置き割れ性の劣化や疲労特性、靱性の劣化を招くことから、0.2重量%をその上限とした。

【0021】B：また、必要に応じて添加するBは、粒界の強化や鋼材の高強度化に有効ではあるが、その添加量が0.01重量%を越えるとその効果が飽和するばかりでなく、必要以上に鋼板強度を上昇させ、高速変形時の変形抵抗の上昇を阻害すると共に、部品への加工性も低下させることから、上限を0.01重量%とした。次に、本発明者らの実験・検討の結果、フロントサイドメンバー等の衝撃吸収用部材の成形加工に相当する予変形の量は、部材中の部位によっては最大20%以上に達する場合もあるが、相当歪みとして0%超10%以下の部位が大半であり、またこの範囲の予変形の効果を把握することで、部材全体としての予変形後の挙動を推定することが可能であることを見いだした。従って、本発明に

おいては、部材への加工時に与えられる予変形量として相当歪みにして0%超10%以下の変形を選択した。

【0022】また、フロントサイドメンバー等の衝撃吸収用部材は、特徴的にハット型の断面形状をしており、このような部材の高速での衝突圧潰時の変形を本発明者らが解析した結果、最大では40%以上の高い歪みまで変形が進んでいるものの、吸収エネルギー全体の約70%以上が、高速の応力-歪み線図の10%以下の歪み範囲で吸収されていることを見いだした。従って、高速での衝突エネルギーの吸収能の指標として、10%以下での高速変形時の動的変形抵抗を採用した。特に、歪み量として3%~10%の範囲が最も重要であることから、高速引張り変形時の相当歪みで3%~10%の範囲の平均応力 $\sigma_{dyn}$ をもって衝撃エネルギー吸収能の指標とした。

【0023】この高速変形時の3%~10%の平均応力 $\sigma_{dyn}$  (MPa)は、予変形や焼き付け処理が行われる前の鋼材の静的な引張り強度( $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$  (1/s)の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力：TS (MPa))の上昇に伴って大きくなることが一般的である。従って、鋼材の静的な引張り強度を増加させることは部材の衝撃エネルギー吸収能の向上に直接寄与する。しかしながら、鋼材の強度が上昇すると部材への成形性が劣化し、必要な部材形状を得ることが困難となる。従って、同一の引張り強度(TS)で高い $\sigma_{dyn}$ を持つ鋼材が望ましい。この関係で、特に $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ の関係を満足する鋼材は、実部材としての衝撃エネルギー吸収能が他の鋼材に比べて高く、部材の総重量を増加させることなく衝撃エネルギー吸収能を向上させることができていることを見いだした。

【0024】本発明者らの実験・検討の結果、同一レベルの引張り強度(TS)に対して、 $\sigma_{dyn}$ は部材への加工が行われる以前の鋼板中に含まれる残留オーステナイト中の固溶炭素量[C] (重量%)と鋼材の平均Mn等量{ $Mn_{eq} = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2$ } (重量%)によって変化することが見いだされた。残留オーステナイト中の炭素濃度は、X線解析やメスバウアー分光により実験的に求めることが出来、例えば、MoのK $\alpha$ 線を用いたX線解析によりフェライトの(200)面、(211)面及びオーステナイトの(200)面、(220)面、(311)面の積分反射強度を用いて、Journal of The Iron and Steel Institute, 206 (1968), p. 60に示された方法にて算出できる。本発明者らが行った実験結果から、この様にして得られた残留オーステナイト中の固溶[C]と鋼材に添加されている置換型合金元素から求められる $Mn_{eq}$ を用いて計算される値( $M = 678 - 428 \times [C] - 33 \times Mn_{eq}$ )が70以上250以下の場合に、同一の静的な引張り強度(TS)に対して大きな $\sigma_{dyn}$ を示すことを見いだ

された。この場合において、 $M > 250$ では、実質的に変形中の残留オーステナイトの変態による強度上昇の効果が極めて低い歪み領域にのみ限られるために、部材への予変形時にはほぼすべての残留オーステナイトが浪費され、高速変形時の $\sigma_{dyn}$ の上昇に寄与しなくなることから、 $M$ の上限を250とした。また、 $M$ が70未満の場合には、変形途中での残留オーステナイトの変態は進行するものの、変態の進行が低歪み領域では十分に起こらないことから、相当歪みで3%~10%の範囲での平均応力 $\sigma_{dyn}$ が低いままに保たれ、静的な引張り強度TSに対して $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ の関係を満足しなくなるので、 $M$ の下限を70とした。

【0025】製造条件：熱延後冷延・焼鈍して本発明の鋼板を製造する場合には、所定の成分に調整されたスラブを、鋳造ままで熱延工程へ直送し、もしくは一旦冷却した後再加熱して熱延を行い、その後酸洗し、冷延し、次いで連続焼鈍することで最終製品とする。この時、熱延仕上げ温度は鋼の化学成分によって決まる $A_{r3}$ 変態温度以上で行うのが一般的であるが、 $A_{r3}$ から10℃程度低温までであれば最終的な鋼板の特性を劣化させない。また、冷却後の巻取温度は鋼の化学成分によって決まるベイナイト変態開始温度以上とすることで、冷延時の荷重を必要以上に高めることが避けられるが、冷延の全圧下率が小さい場合にはこの限りでなく、鋼のベイナイト変態温度以下で巻き取られても最終的な鋼板の特性を劣化させない。また、冷延の全圧下率は、最終板厚と冷延荷重の関係から設定されるが、40%以上であれば最終的な鋼板の特性を劣化させない。

【0026】冷延後焼鈍する際に、焼鈍温度が鋼の化学成分によって決まる温度 $A_{c1}$ 及び $A_{c3}$ 温度（例えば「鉄鋼材料学」：W. C. Leslie著、幸田成康監訳、丸善P273、で表現される $0.1 \times (A_{c3} - A_{c1}) + A_{c1}$ ℃未満の場合には、焼鈍温度で得られるオーステナイト量が少ないので、最終的な鋼板中に安定して残留オーステナイトを残すことができないために、 $0.1 \times (A_{c3} - A_{c1}) + A_{c1}$ ℃を焼鈍温度の下限とした。また焼鈍温度が $A_{c3} + 50$ ℃を越えても何ら鋼板の特性を改善することができない一方で製造コストの上昇を招くために、焼鈍温度の上限を $A_{c3} + 50$ ℃とした。この温度での焼鈍時間は鋼板の温度均一化とオーステナイト量の確保のために最低10秒以上必要である。しかし、3分超では効果が飽和するのみならずコストアップにつながることから、3分を上限とした。

【0027】その後の一次冷却はオーステナイトからフェライトへの変態を促して、未変態のオーステナイト中にCを濃化させてオーステナイトの安定化をはかるのに重要である。この冷却速度が1℃/秒未満にすることは、必要な生産ライン長を長くしたり、生産速度を極めて遅くするといった製造上のデメリットを生じるために、この冷却速度の下限を1℃/秒とした。一方、冷却

速度が10℃/秒超の場合にはフェライト変態が十分に起こらず、最終的な鋼板中の残留オーステナイト確保が困難となるためにこれを上限とした。この冷却が550℃未満まで行われると、冷却中にパーライトが生成し、オーステナイト安定化元素であるCを浪費し、最終的に十分な量の残留オーステナイトが得られないために、550℃を下限とした。しかしながら、冷却が700℃超までしか行われなかった場合にはフェライト変態の進行が十分ではないので700℃を上限とした。

【0028】引き続き行われる二次冷却の急速冷却は、冷却中にパーライト変態や鉄炭化物の析出などが起こらないような冷却速度として最低10℃/秒以上が必要となる。但し、この冷却速度を200℃/秒超にすることは設備能力上困難であることから、10~200℃を冷却速度の範囲とした。この二次冷却の冷却停止温度が200℃未満の場合には、冷却前に残っていたオーステナイトのほぼすべてがマルテンサイトに変態して、最終的に残留オーステナイトを確保できないので200℃を下限とした。また、二次冷却停止温度が320℃超の場合には、最終的に得られる冷延鋼板の動的変形抵抗 $\sigma_{dyn}$ が低下するために320℃を上限とした。

【0029】鋼板中に残留しているオーステナイトを室温で安定にするためには、その一部をベイナイトへ変態させることでオーステナイト中の炭素濃度を更に高めることが必須である。二次冷却停止温度がベイナイト変態処理のために保持される温度より低温である場合には、保持温度まで加熱される。このときの加熱速度は5℃/秒~50℃/秒の範囲であれば最終的な特性を劣化させることはない。また逆に二次冷却停止温度がベイナイト処理温度よりも高温の場合は、ベイナイト処理温度まで5℃/秒~200℃/秒の冷却速度で強制的に冷却しても、予め目標温度が設定された加熱ゾーンに直接搬送されても、鋼板の最終的な特性を劣化させない。一方、鋼板が250℃未満で保持された場合にも、また500℃超に保持された場合にも、十分な量の残留オーステナイトを確保できないことから、保持温度の範囲を250℃~500℃とした。このとき、250℃~500℃での保持が15秒未満ではベイナイト変態の進行が十分でないことから最終的に必要な量の残留オーステナイトを得ることができず、また、20分超ではベイナイト変態の後に鉄炭化物の析出やパーライト変態が起こり、残留オーステナイト生成に不可欠なCを浪費してしまい、残留オーステナイトを得ることができなくなるために保持時間を15秒から20分の範囲とした。ベイナイト変態を促進させるために行う250℃~500℃の保持は、等温での保持であっても、または、この温度範囲であれば意識的に温度変化を与えても最終的な鋼板の特性を劣化させることはない。

【0030】

【実施例】



〔実施例1〕表1に示す25種類の鋼材を1200℃に加熱し、 $A_{r_3}$ 変態温度以上で熱延を完了し、冷却後各鋼の化学成分で決まるベイナイト変態開始温度以上で巻き取った鋼帯を酸洗後、冷延して1.0mm厚とした。その後、各鋼の成分から $A_{c_1}=723-10.7\times Mn\%-16.9\times Ni\%+29.1\times Si\%+16.9\times Cr\%$ 、 $A_{c_3}=910-203\times (C\%)^{1/2}-15.2\times Ni\%+44.7\times Si\%+104\times V\%+31.5\times Mo\%-30\times Mn\%-11\times Cr\%-20\times Cu\%+700\times P\%+400\times Al\%+400\times Ti\%$ 、で計算される $A_{c_1}$ 変態温度と $A_{c_3}$ 変態温度から計算される温度 $(A_{c_1}+A_{c_3})/2$ に90秒加熱し、5℃/秒で670℃まで冷却した後100℃/秒で300℃まで冷却し、再加熱後400℃で5分のベイナイト変態処理を行った後に室温まで冷却した冷延鋼板の冷延方向(L方向)とこれに直行する方向(C方向)に単軸引張りにより5%の予変形を付加し、焼き付け処理を模擬するために170℃×20分の熱処理を行った後に鋼材の動的な特性を調査し、予変形する前の静的な特性と比較した結果を表2に示した。鋼の成分が本発明の範囲内のものについては表中の\*1の欄に示した値が正、すなわち、目的通り $\sigma_{dyn}$ が $(0.766\times TS+250)$ 以上であることがわかる。

〔実施例2〕表1に示した本発明の成分範囲内である鋼P2を用いて、焼鈍条件、予変形条件及び熱処理条件、を変化させた場合の特性を調査した結果を表3および表4に示す。P2鋼の $A_{c_1}$ 、 $A_{c_3}$ 変態温度は742、848℃と計算された。熱延鋼板を酸洗後1.0mm厚ま

で冷延し、各種の焼鈍条件で焼鈍した。

【0031】No. 1は焼鈍温度が本発明範囲外であり、必要量の残留オーステナイトが得られていない。また、No. 2は一次冷却の冷却停止温度が500℃と本発明の範囲外であるために、冷却中に出たパーライトにより、残留オーステナイトの確保が阻害されている。また、No. 3は二次冷却の冷却速度が本発明外であるために、冷却中に生成したパーライトにより、残留オーステナイトの確保が達成されていない。またNo. 4は二次冷却の冷却停止温度が低すぎたためにマルテンサイトの生成量が多くなり、残留オーステナイトの確保が達成できていない。また、No. 7はベイナイト変態処理温度が高すぎて、鉄炭化物の生成により残留オーステナイトの確保が出来ていない。No. 8は二次冷却の停止温度が本発明の範囲外であるために目標とした高い $\sigma_{dyn}$ が得られていない。更に、No. 9では、焼鈍温度を必要以上に高温としたために、組織の粗大化がすすみ、残留オーステナイトの粒径が大きくなり、結果として十分な動的変形抵抗を得ることが出来ない。その他の例についてはすべて本発明の例であり、焼鈍条件が本発明の範囲内であれば、予変形付与の形態や予変形後の加工硬化処理(BH処理: 170℃×20分の熱処理)の有無に関わらず表中の\*1の欄の値が正、すなわち所定の動的変形抵抗 $\sigma_{dyn}$ が得られることがわかる。ここで、L方向とは熱延と同一の方向を指し、C方向はこれと直行する方向を指す。

【0032】

【表1】



表1 鋼の化学成分

記号	化学成分(重量%)																種類
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Ti	V	B		
P1	0.05	1.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.003									本発明鋼	
P2	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002									本発明鋼	
P3	0.20	1.20	1.50	0.008	0.002	0.040	0.003									本発明鋼	
P4	0.26	1.20	1.50	0.007	0.003	0.050	0.002									本発明鋼	
P5	0.12	2.00	0.50	0.008	0.003	0.040	0.003	0.8								本発明鋼	
P6	0.12	1.80	0.15	0.007	0.002	0.030	0.003		1.8							本発明鋼	
P7	0.12	1.20	1.00	0.013	0.003	0.050	0.002			0.6						本発明鋼	
P8	0.12	1.20	0.15	0.012	0.005	0.040	0.003	1.5			0.2					本発明鋼	
P9	0.12	1.20	1.20	0.010	0.003	0.040	0.003		2.0							本発明鋼	
P10	0.10	0.50	1.50	0.013	0.005	1.200	0.002									本発明鋼	
P11	0.14	0.01	1.50	0.012	0.003	1.500	0.002									本発明鋼	
P12	0.25	1.50	2.00	0.012	0.005	0.040	0.002								0.002	本発明鋼	
P13	0.15	1.00	1.70	0.100	0.003	0.050	0.003									本発明鋼	
P14	0.10	1.20	1.50	0.008	0.003	0.040	0.003					0.01				本発明鋼	
P15	0.10	1.20	1.50	0.008	0.003	0.040	0.003						0.02			本発明鋼	
P16	0.10	1.20	1.50	0.008	0.003	0.040	0.003					0.02		0.01		本発明鋼	
C1	0.02	1.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.003									比較鋼	
C2	0.35	1.00	1.20	0.008	0.002	0.050	0.003									比較鋼	
C3	0.12	0.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.002									比較鋼	
C4	0.12	3.50	1.50	0.010	0.003	0.050	0.003									比較鋼	
C5	0.10	1.50	1.50	0.250	0.003	0.040	0.003									比較鋼	
C6	0.12	1.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.003								0.012	比較鋼	
C7	0.10	1.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.003	1.5		1.0						比較鋼	
C8	0.12	1.50	0.10	0.010	0.002	0.050	0.003	0.2								比較鋼	
C9	0.12	1.20	1.50	0.010	0.002	0.040	0.003					0.20	0.15			比較鋼	

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0033】

【表2】

表2

No	鋼	主相	残留 $\gamma$ 量 (Vg0%)	M値	予変形 (%)	予変形付与 形態	予変形後残留 $\gamma$ 量 (Vg5%)	Vg5/Vg0	静的TS (MPa)	$\sigma_{dyn}$ (MPa)	*1	種類
1	P1	フェライト	3.7	76.8	5	C方向単軸	2.6	0.69	564	705	23	本発明例
2	P2	フェライト	8.9	117.3	5	C方向単軸	4.2	0.47	638	775	36	本発明例
3	P3	フェライト	14.2	112.7	5	C方向単軸	7.2	0.51	821	891	12	本発明例
4	P4	フェライト	17.2	132.1	5	C方向単軸	5.8	0.34	929	990	28	本発明例
5	P5	フェライト	8.1	185.1	5	C方向単軸	2.6	0.32	665	813	54	本発明例
6	P6	フェライト	9.4	171.3	5	C方向単軸	3.0	0.32	671	821	57	本発明例
7	P7	フェライト	7.9	89.0	5	C方向単軸	3.4	0.43	649	759	12	本発明例
8	P8	フェライト	10.5	205.5	5	C方向単軸	3.0	0.29	712	839	44	本発明例
9	P9	フェライト	10.2	160.4	5	C方向単軸	3.3	0.32	722	837	34	本発明例
10	P10	フェライト	7.1	129.1	5	C方向単軸	2.6	0.37	589	732	31	本発明例
11	P11	フェライト	8.9	131.4	5	C方向単軸	3.2	0.36	603	759	47	本発明例
12	P12	ベイナイト	16.9	163.7	5	C方向単軸	5.9	0.35	1168	1172	27	本発明例
13	P13	フェライト	12.0	99.8	5	C方向単軸	5.2	0.43	784	867	16	本発明例
14	P14	フェライト	7.0	158.5	5	C方向単軸	2.5	0.36	672	801	36	本発明例
15	P15	フェライト	5.8	100.8	5	C方向単軸	2.7	0.47	681	794	22	本発明例
16	P16	フェライト	6.1	119.8	5	C方向単軸	2.7	0.44	692	804	24	本発明例
17	C1	フェライト	0.0	-	5	C方向単軸	0.0	-	502	589	-46	比較例
18	C2	ベイナイト	15.7	30.6	5	C方向単軸	8.0	0.51	1130	1028	-88	比較例
19	C3	フェライト	0.0	-	5	C方向単軸	0.0	-	562	622	-58	比較例
20	C4	ベイナイト	8.1	37.9	5	C方向単軸	3.7	0.46	859	869	-39	比較例
21	C5	フェライト	6.3	25.0	5	C方向単軸	2.1	0.33	856	862	-44	比較例
22	C6	フェライト	5.1	59.3	5	C方向単軸	1.8	0.36	721	770	-32	比較例
23	C7	フェライト	7.0	9.4	5	C方向単軸	1.9	0.27	889	889	-42	比較例
24	C8	フェライト	0.0	-	5	C方向単軸	0.0	-	520	620	-28	比較例
25	C9	ベイナイト	8.2	264.7	5	C方向単軸	3.0	0.37	749	791	-33	比較例

\* 1:  $\sigma_{dyn} = (0.766 \times TS + 250)$ 

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0034】

【表3】

表3

No	鋼	Ac1 /°C	Ac3 /°C	焼鈍条件						ヘイ付処理 温度/°C	残留γ量 (V <sub>γ</sub> 0%)	dg/df (*2)	M値
				焼鈍温度 /°C	焼鈍時間 /秒	一次冷速 /°C/秒	一次冷却停止 温度/°C	二次冷速 /°C/秒	二次冷却停止 温度/°C				
1	P2	742	848	750	90	5	670	100	300	300	2.5	0.2	157.7
2				800	90	5	500	100	300	300	0.0	—	—
3							670	5	300	300	1.3	0.2	209
4								100	150	300	0.0	—	—
5									250	400	7.1	0.3	123.5
6									300	400	8.2	0.3	97.8
7									300	550	0.0	—	—
8									400	400	6.8	0.4	-47.7
9				955	90	5	670	100	400	400	7.8	0.8	50.7
10				800	90	5	670	100	300	400	8.2	0.3	97.8
11													97.8
12													97.8
13													97.8
14													97.8
15													97.8
16													97.8
17													97.8
18													97.8
19													97.8

\* 1:  $\sigma_{dyn} = (0.766 \times TS + 250)$ 

\* 2: dg/dfは残留オーステナイト平均粒径と主相であるフェライトの平均粒径の比を表す。

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0035】

【表4】

表 3 つづき

No	予変形 (%)	予変形付与 形態	BH処理	予変形後 残留 $\gamma$ (Vg%)	Vg/Vg0	静的TS (MPa)	$\sigma_{dyn}$ (MPa)	*1	種類
1	5	C方向単軸引張	有り	1.3	0.51	621	664	-62	比較例
2				—	—	642	693	-49	比較例
3				0.6	0.44	644	681	-62	比較例
4				—	—	783	835	-15	比較例
5				3.6	0.51	664	793	34	本発明例
6				3.7	0.45	643	818	75	本発明例
7				—	—	628	669	-62	比較例
8				4.6	0.67	648	721	-25	比較例
9	5	C方向単軸引張	有り	4.1	0.53	672	734	-31	比較例
10	1	C方向単軸引張	有り	6.0	0.73	643	765	22	本発明例
11			無し	6.0	0.73	643	760	17	本発明例
12	5		有り	3.7	0.45	643	818	75	本発明例
13			無し	3.7	0.45	643	802	59	本発明例
14	10		有り	3.1	0.38	643	832	89	本発明例
15			無し	3.1	0.38	643	821	78	本発明例
16	5	L方向単軸引張	有り	3.8	0.46	643	789	46	本発明例
17			無し	3.6	0.44	643	768	25	本発明例
18		平面歪	有り	3.5	0.43	643	792	49	本発明例
19		等二軸	有り	3.9	0.48	643	811	68	本発明例

## 【0036】

【発明の効果】本発明により、自動車の軽量化と衝突安全性の確保の要求に応えることのできる高い動的変形抵抗を有する高強度冷延鋼板を確実に提供することができる。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明における、衝突時の衝撃エネルギー吸収能の指標である、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$  (1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3～10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 $\sigma_{dyn}$ と静的な素材強度との関係を示す図である。

【図1】

